



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **03173745 A**(43) Date of publication of application: **29.07.91**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**  
**C22C 38/24**  
**F16B 35/00**

(21) Application number: **01312653**(22) Date of filing: **30.11.89**(71) Applicant: **AICHI STEEL WORKS LTD**(72) Inventor: **NOMURA KAZUE**  
**KATO HIDEHISA**(54) **HIGH STRENGTH BOLT STEEL**

## (57) Abstract:

**PURPOSE:** To manufacture the high strength bolt steel having excellent delayed fracture resistance and usable in a high temp. environment by preparing a bolt steel having a specified compsn. in which the content of Si is prescribed as well as the content of C, Cr, Mo and V is prescribed by a specified inequality.

**CONSTITUTION:** A bolt steel contg., by weight, 0.36 to 0.50% C, 0.18 to 1.00% Si, 0.10 to 0.70% Mn, 0.50 to 2.00% Cr, 0.20 to 1.00% Mo, 0.05 to 0.50% V, 0.005 to

0.050% Al, 0.008 to 0.020% N, 20.015% P, 20.005% S, 20.003% O and the balance Fe with inevitable impurities and in which the content of C, Cr, Mo and V is prescribed by a relational inequality  $C/[(1/4) \cdot Cr + Mo + 2 \cdot V] < 0.6$  is prep'd. In this way, the high strength bolt steel in which the compsn. of metallic carbides is transformed from the  $M_3C$  type which is harmful to its delayed fracture to the  $M_{23}C_8$  type which is relatively harmless and having improved relaxation properties in the environment of about 100 to 200°C can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1991,JPO&amp;Japio

## ⑫ 公開特許公報(A) 平3-173745

⑤ Int. Cl.<sup>3</sup>

C 22 C 38/00

F 16 B 35/00

識別記号

3 0 1 Z

J

庁内整理番号

7047-4K

6916-3J

⑬ 公開 平成3年(1991)7月29日

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑭ 発明の名称 高強度ボルト用鋼

⑮ 特 願 平1-312653

⑯ 出 願 平1(1989)11月30日

⑰ 発明者 野村 一 衛 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内  
 ⑱ 発明者 加藤 英 久 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内  
 ⑲ 出願人 愛知製鋼株式会社 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地  
 ⑳ 代理人 弁理士 小林 良平

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

高強度ボルト用鋼

## 2. 特許請求の範囲

(1) 重量比にして、C 0.36~0.50%、Si 0.18~1.00%、Mn 0.10~0.70%、Cr 0.50~2.00%、Mo 0.20~1.00%、V 0.05~0.50%、Al 0.005~0.050%、N 0.008~0.020%、P 0.015%以下、S 0.005%以下、O 0.003%以下を含有し、残部Feならびに不純物元素から成り、かつ、C、Cr、Mo及びVの含有量が

$$\frac{C}{(1/4) \cdot Cr + Mo + 2 \cdot V} < 0.6$$

なる関係式を満足することを特徴とする高強度ボルト用鋼。

(2) 上記元素に加え、さらに、Ni 0.5~2.5%を含有することを特徴とする請求項1記載の高強度ボルト用鋼。

## 3. 発明の詳細な説明

## 産業上の利用分野

本発明は、耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼に関する。

## 従来の技術

近年、軽量化のために、高強度ボルトに対する要望が建築、橋梁、自動車部品等の分野でますます高まっている。高強度ボルトとして、JIS B 1186-1990ではF8T、F10T及びF11Tが規定されており、これらの材料としては従来JIS G 4105-SCM435あるいはSCM440鋼の焼入れ・焼戻しを施したものが一般に使用されている。

しかし、上記ボルトに関するJIS規格では、最も強度の高いF11Tボルト(引張強さ110~130kgf/mm<sup>2</sup>)の使用は推奨されていない。これは、引張強さが120kgf/mm<sup>2</sup>を超えるボルトを、高応力下で、主として湿潤環境において長時間使用したとき、切欠等を起点として、ほとんど塑性変形を伴わずに破壊する遅れ破壊という現象が生じるためである。

その原因としては、環境から水素が鋼中に侵入し、粒界や不純物の周辺等の微視的歪が発生している箇所に凝集するためであるとされている。

#### 発明が解決しようとする課題

構造物あるいは機械部品の締結において、溶接が不可能あるいは不適切な場合には、ボルトによる摩擦接合を用いざるを得ないが、重量的にはどうしても不利となるため、高応力化によるボルト自体の軽量化が依然強く望まれている。そこで、本発明では、遅れ破壊の問題を解決しつつ、 $140\text{kgf/mm}^2$ 以上の引張強さを有する高強度ボルト用鋼を提供するものである。

さらに、従来、高強度ボルトに関し、種々の合金設計あるいは熱処理法を用いた考案が提案されているが、いずれも遅れ破壊問題の解決のみを課題とするものであった。しかし、高強度ボルトでは、遅れ破壊の問題の解決はもちろん重要であるが、それ以外にも、使用環境によって種々の要求を満たさなければならない。例えば、高温地帯の、しかも夏期の直射日光に長時間さらされるという

使われ方をするボルトの場合には、高温環境下における長期的特性についても十分に考慮する必要がある。すなわち、温度による応力緩和(リラクセーション)に対する考慮が必要となる。

そこで、本発明は、遅れ破壊のみならず、高温( $100\sim 200^\circ\text{C}$ )環境下での使用をも考慮にいたした高強度ボルト用鋼を提供することを目的とする。

#### 課題を解決するための手段

上記目的を達成するため、本発明に係る高強度ボルト用鋼は、重量比にして、C 0.38~0.50%、Si 0.18~1.00%、Mn 0.10~0.70%、Cr 0.50~2.00%、Mo 0.20~1.00%、V 0.05~0.50%、Al 0.005~0.050%、N 0.008~0.020%、P 0.015%以下、S 0.005%以下、O 0.003%以下を含有し、残部Feならびに不純物元素から成り、かつ、C、Cr、Mo及びVの含有量が

$$\frac{C}{(1/4) \cdot Cr + Mo + 2 \cdot V} < 0.6$$

なる関係式を満足することを特徴とする。

また、上記元素に加え、さらに、Ni 0.5~2.

5%を含有してもよい。

本発明による成分限定の理由を次に述べる。

Cは鋼の強度を上げるための基本的元素であり、本発明の強度目標である $140\text{kgf/mm}^2$ を得るために、その下限を0.36%とした。しかし、過度の添加は韌性の低下を招き、また、粒界に析出する炭化物量が増加することによる遅れ破壊強度の低下という問題も生ずる。そこで上限を0.50%と定めた。

Siは、脱酸剤として、構造用鋼の製造には必須の元素であるが、オーステナイト化時の高温加熱による粒界酸化を助長するため、遅れ破壊に対しては好ましくない元素であると考えられている。しかし、オーステナイト化時の温度が厳しく管理された熱処理状況下では、粒界酸化はそう問題とはならない。むしろ、本発明では、Siの次のような効果に着目し、これを積極的に利用することとした。まず、後述するように、Siは金属炭化物の組成を $M_2C$ 型から $M_{23}C_6$ 型に変える働きを有し、これが遅れ破壊抑制に有効に作用する。また、Siは焼戻し軟化抵抗性を有し、同一の強度に調整

する場合に、より高温で焼き戻すことができるようになる。これは、熱処理後の粒界及び炭化物ーマトリックス間の微視的歪を緩和し、水素の凝集を抑制する。また、ボルトは高応力が負荷された状態で長時間使用されるものであるが、このような状況下で、Siは応力緩和(リラクセーション)を阻止し、高応力状態を長時間に亘って維持する効果も有する。特にボルトの使用環境が高温となる場合に、この耐リラクセーション特性は重要なものとなる。このような観点から、本発明鋼ではSiを最低0.18%添加することとした。望ましくは0.40%以上添加する。しかし、過度の添加は上述の熱処理時の粒界酸化の危険性を増大させ、また、他の型の炭化物の生成をも抑制して遅れ破壊強度を低下させるようになるため、上限を1.00%とした。

Mnも製鋼時に脱酸剤として用いられるものであるが、本発明では、焼入れ性向上作用を利用するため、0.10%以上添加することとした。しかし、Mnはセメントタイト中に固溶し、析出したセメン

タイトの成長を促進することから、遅れ破壊に対して悪影響を及ぼす。従って上限を0.70%とした。

C rは焼入れ性を上げるのに有効な元素であり、太径のボルトに対して完全な熱処理を保障するために必要な元素である。また、鋼の焼戻し時の軟化を遅らせ、より高温での焼戻しを可能にするという効果も有する。従って、0.50%以上添加することとしたが、2.00%を超えても焼入れ性向上効果はそれ以上促進されず、粒界炭化物の量を増加させるため、2.00%を上限値とした。

M oも焼入れ性向上に顕著な効果を有し、また、鋼に焼戻し軟化抵抗を付与する元素であるため、0.20%以上添加することとした。しかし、1.00%以上添加してもそれらの効果は飽和し、逆に粒界炭化物の成長を促進するため、上限を1.00%と定めた。

Vは焼戻し時に微細な炭化物を形成することにより、2次硬化作用を顕す。これにより、同一の強度を得るための焼戻し温度を高くすることができ、0.05%以上を添加することにした。し

本発明における特徴は、各元素の量を各々上記の通りに規制するとともに、さらに、C、C r、M o及びVの含有量が上記不等式を満足するように定めたことである。これは、鋼中の金属炭化物の組成について検討を重ねた結果、以下の知見を得たためである。

鋼中における鉄炭化物はおもに $Fe_3C$ 、 $Fe_{23}C_6$ 等の形で存在する。C r、M o等、他の金属が存在する場合には、それらの炭化物中のFeの一部がそれら金属により置き換えられて一般に $M_3C$ 、 $M_{23}C_6$ となるが、基本的には同様である。ただし、Vが存在する場合には、上述の通り、焼戻し過程で微細なバナジウム炭化物が析出し、 $Fe_{23}C_6 + V_4C_3$ となる。いずれの炭化物も鋼マトリックスとは全く別の結晶構造を有しているため、炭化物とマトリックスの境界では原子配列の不整合が生じ、微視的な歪を引き起こすが、その中でも $Fe_3C$ はマトリックスとの整合性が悪く、特に粒界に析出した場合には、主要な水素集積箇所となり、遅れ破壊強度を著しく低下させる。それに対し、 $Fe_{23}C_6 + V_4C_3$ の方は比

かし、過度の添加は炭化物の凝集肥大化及び粒界への析出をもたらす、水素の凝集源となることから、上限を0.50%とした。

A lは脱酸剤として用いられるとともに、鋼中では窒素と結合してAlNを形成し、結晶粒の微細化に寄与する。従って、0.005%以上添加することとしたが、過度の添加は鋼中の非金属介在物量を増大させることから、0.050%を上限とした。

Nは上述の通り、A lとともに結晶粒微細化に寄与するものであるため、0.008%(80ppm)以上添加することとした。しかし、過度の添加は製鋼時(凝固時のブローホール発生)及び圧延時(熱間加工性の低下)の困難をもたらすため、本発明ではその上限を0.020%(200ppm)とした。

Sは $SnS$ として非金属介在物を形成し、Pは鋼を著しく脆化させる元素であるため、現在の一般的製鋼能力を勘案して、ともにその上限値を前記の通り規制した。また、O(酸素)は鋼中の非金属介在物形成源となり、遅れ破壊に有害に作用するため、上限を0.003%(30ppm)とした。

較的マトリックスとなじみが良く、そのおそれが少ない。

鋼中にC r、M o、Vを添加した場合、Cの量がそれら炭化物形成金属の量に対して相対的に多い場合、 $Fe_3C$ 型の炭化物の量が多くなる。そこで、本発明では、この効果に対する各添加元素の寄与率の違いを勘案して、式

$$\frac{C}{(1/4) \cdot C r + M o + 2 \cdot V}$$

の値が0.8を超えないように各元素の相対的な量を規制し、耐遅れ破壊特性に悪影響を及ぼす $Fe_3C$ 型の炭化物の量を抑制することにした。S iも、この炭化物の $Fe_3C$ から $Fe_{23}C_6 + V_4C_3$ への変化を促進する効果を有する。

#### 実施例

以下、本発明鋼の具体例の特性を、比較鋼及び従来鋼と比較して説明する。第1表に、本発明鋼、比較鋼及び従来鋼の化学成分及び前記式の計算結果を示す。第1表において、A、B、C、D及びEは第1発明鋼であり、FはN iを含有する第2発明

鋼である。G, H, I, J 及び K は比較鋼であり、「従来鋼」とした L は JIS-SCM440 鋼である。

これらの供試鋼を  $\phi 10\text{mm}$  の線材に圧延した後、あらかじめ、焼入れ温度及び焼戻し温度と引張強さとの関係を調査した。焼入れは  $850^{\circ}\text{C} \sim 960^{\circ}\text{C}$  の各温度で行い、焼戻しは  $350 \sim 600^{\circ}\text{C}$  の各温度  $\times 60$  分で行なった。その結果、引張強さが  $140\text{kgf/mm}^2$  以上となるときの各供試鋼の焼入れ温度及び焼戻し温度は、第 2 表に示す通りであった。ここで、焼入れ温度は、加熱時のオーステナイト結晶粒度が JIS G 0551 試験方法による結晶粒度番号 7 よりも大きく(結晶粒が細かく)なり、かつ、焼戻し温度が最も高くなるように設定した。本発明鋼は Cr, Mo, V を含有するほか Si を 0.18% 以上含有するため、焼戻し軟化抵抗が大きく現れ、引張強さを  $140\text{kgf/mm}^2$  以上とするための焼戻し温度は、従来鋼(SCM440)が  $450^{\circ}\text{C}$  であるのに比べ、本発明鋼では  $480 \sim 600^{\circ}\text{C}$  と高くなっている。

第 1 表

記号		化 学 成 分 (重 量 %)												式* の値
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	V	N	O	
A	第 1 発明鋼	0.38	0.79	0.50	0.012	0.002	0.06	1.75	0.25	0.030	0.25	0.0125	0.0013	0.32
B		0.40	0.57	0.43	0.005	0.001	0.07	0.70	0.40	0.032	0.08	0.0080	0.0005	0.54
C		0.35	0.19	0.32	0.012	0.002	0.06	0.88	0.45	0.026	0.27	0.0121	0.0009	0.28
D		0.41	0.38	0.60	0.002	0.002	0.06	1.12	0.80	0.010	0.31	0.0083	0.0010	0.24
E		0.38	0.60	0.42	0.011	0.004	0.08	1.50	0.50	0.015	0.24	0.0110	0.0019	0.27
F	第 2 発明鋼	0.37	0.40	0.39	0.010	0.002	0.78	1.14	0.42	0.027	0.20	0.0116	0.0008	0.33
G	比較鋼	0.38	0.60	0.56	0.018	0.002	0.05	1.20	0.32	0.025	0.22	0.0113	0.0017	0.38
H		0.40	0.40	0.32	0.011	0.009	0.06	1.22	0.26	0.023	0.26	0.0110	0.0020	0.37
I		0.36	0.12	0.70	0.010	0.004	0.06	1.10	0.38	0.025	0.23	0.0117	0.0024	0.32
J		0.23	0.72	0.53	0.010	0.004	0.06	1.40	0.50	0.019	0.10	0.0109	0.0016	0.22
K		0.42	0.42	0.52	0.011	0.002	0.05	0.98	0.16	0.027	0.10	0.0117	0.0009	0.69
L	従来鋼	0.39	0.25	0.78	0.019	0.018	0.09	0.98	0.16	0.019	0	0.0120	0.0023	0.96

$$* \frac{C}{(1/4) \cdot Cr + Mo + 2 \cdot V}$$

第 2 表

記号		焼入れ 温度(℃)	焼戻し 温度(℃)	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	0.2%耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)	遅れ破壊 強度比**	リラクセー ション
A	第 1 発明鋼	960	530	141.5	134.4	14.8	61.1	0.93	0
B		920	480	142.8	135.6	14.5	62.3	0.92	0
C		960	550	140.8	134.0	15.3	64.2	0.91	0.02
D		960	600	140.1	133.2	15.2	64.0	0.93	0
E		960	650	140.8	134.0	15.3	64.2	0.94	0
F	第 2 発明鋼	960	540	140.9	132.9	14.5	61.1	0.93	0
G	比較鋼	960	530	141.6	134.5	13.2	58.2	0.53	0
H		960	480	141.3	134.0	13.9	58.3	0.64	0
I		960	540	140.7	130.1	13.8	57.6	0.88	0.12
J		920	350	140.3	130.0	11.5	33.1	0.25	0.18
K		920	480	142.9	135.8	14.0	60.1	0.68	0
L	従来鋼	850	450	142.5	135.6	12.6	56.5	0.35	0.08

\*\* (200時間以内に遅れ破壊が生じない最大応力)/(引張強さ)

各供試鋼より引張試験片(JIS Z 2201 14A号)を製作し、第2表に示す各温度で焼入れ及び焼戻しを行なった後、引張試験を行なった。その結果を第2表に示す。本発明鋼は従来鋼及び比較鋼と比べ、伸び、絞り値で表わされる延性が高いことがわかる。

次に、各供試鋼よりボルトを製造し、引張試験と同じ条件で(すなわち、引張強さが140kgf/mm<sup>2</sup>となるように)熱処理した後、遅れ破壊試験及びリラクセーション試験を行なった。その結果も第2表に示す。遅れ破壊試験の方法は次の通りである。熱処理した供試ボルトを5% HCl溶液中に30分浸漬し、水素を吸蔵させた後、種々の応力で締め付けて放置し、200時間後に破断しない最大の付加応力 $\sigma_{200}$ の引張強さ $\sigma_b$ に対する比 $\sigma_{200}/\sigma_b$ (遅れ破壊強度比)により、遅れ破壊に対する強さを評価した。この遅れ破壊強度比では、従来鋼が0.35、比較鋼が0.25~0.88と低い値であるのに対し、本発明鋼は0.9以上と非常に高い値を示しており、高応力でも遅れ破壊の心配がなく使用することができ

ることが判明した。リラクセーションは、供試ボルトを $0.8 \times \sigma_b$ の応力まで締め付け、200℃の温度下で100時間放置した後の応力低下量 $\Delta \sigma$ を $0.8 \times \sigma_b$ で除した値 $[\Delta \sigma / (0.8 \times \sigma_b)]$ で評価した。本発明鋼は、比較鋼及び従来鋼と比較して応力低下量が少なく、比較的高温環境下でも安定した締め付け力が維持されることを示している。

#### 発明の効果

以上説明した通り、本発明では、中炭素鋼をベースとしてSi, Mn, Cr, Mo, V, Al, Nを添加し、かつ、C, Cr, Mo及びVの含有量について所定の関係式を定めることにより、金属炭化物の組成を、遅れ破壊に有害な $M_3C$ 型から比較的有害な $M_7C_3$ 型に変える。Siの添加も、この炭化物の組成変化に寄与する。また、Siを積極的に添加させることにより、比較的高温(100~200℃)環境下でのリラクセーション特性を向上させた。これにより、本発明鋼による高強度ボルトは遅れ破壊強度が高く、高応力で使用することができるため、構造物等の軽量化に大きく寄与する。また、高耐

リラクセーション性により、使用環境温度が高く  
なった場合でも締め付け力が低下することなく、  
初期の接合力を長時間保つことができる。

出願人 愛知製鋼株式会社

代理人 弁理士 小林 良平

弁理士 佐野 静夫